

05;06;11;12

Кристаллизация β -SiC в тонких слоях SiC_x ($x = 0.03-1.4$), синтезированных многократной имплантацией ионов углерода в кремний

© Н.Б. Бейсенханов

Физико-технический институт,
050032 Алматы, Казахстан
e-mail: beisen@sci.kz, beisen@mail.ru

(Поступило в Редакцию 18 мая 2010 г.)

Методами оже-электронной спектроскопии, рентгеновской дифракции, инфракрасной спектроскопии и атомно-силовой микроскопии исследуются состав и структура однородных слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$, полученных многократной высокодозовой имплантацией ионов углерода с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 keV в кремний. Рассматривается влияние распада углеродных и углеродно-кремниевых кластеров на формирование тетраэдрических связей Si-C и процессы кристаллизации в слоях кремния с высокой и низкой концентрацией углерода.

Введение

Ценные физико-химические свойства карбида кремния (широкая запрещенная зона $E_g = 2.3-3.5$ eV в зависимости от политипа), высокая твердость и химическая стойкость, высокая подвижность носителей заряда и возможности получения материала с электронной и дырочной проводимостью обусловили его широкое применение в оптоэлектронике (светодиоды, фотодиоды), высокотемпературной электронике, радиационно стойкой электронике (ядерные реакторы и космическая электроника), высокочастотной электронике [1,2].

Синтез слоев SiC в кремнии методом ионной имплантации находит широкое распространение из-за возможностей получения пленок заданной толщины и состава [1-20]. Многократная имплантация ионами различных энергий используется для получения однородного слоя Si:C [9,10-12,16,20-22]. Влияние концентрации углерода на процессы кристаллизации в имплантированном слое вызывает большой интерес исследователей [2,7,9,10-12,16,20]. При высокодозовой имплантации кластеры углерода препятствуют процессам кристаллизации карбида кремния. Распад этих кластеров при высокотемпературном отжиге оказывает существенное влияние на формирование кристаллического SiC.

В настоящей работе представлены результаты исследования методами оже-электронной спектроскопии, рентгеновской дифракции, инфракрасной спектроскопии и атомно-силовой микроскопии состава и структуры тонких приповерхностных слоев кремния, многократно имплантированных ионами углерода с энергией 40, 20, 10, 5 и 3 keV.

Экспериментальная часть

Имплантация ионов $^{12}\text{C}^+$ с энергией 40, 20, 10, 5 и 3 keV в монокристаллические (100)-ориентированные

пластины Si с удельным сопротивлением $4-5 \Omega \cdot \text{cm}$ была выполнена на модернизированном ускорителе ИЛУ-4 при комнатной температуре в вакууме, в условиях полной безмасляной откачки [12,16,20].

Образцы были подвергнуты изохронному отжигу в вакууме (10^{-4} Pa) в температурном интервале $200-1400^\circ\text{C}$ с шагом 100°C . Отдельные образцы отожжены при температуре 1250°C в течение 30 min в атмосфере аргона с незначительным содержанием кислорода. После каждого отжига были измерены спектры ИК-пропускания в дифференциальном режиме на двухлучевом инфракрасном спектрометре ur-20, охватывающем диапазон волновых чисел от 400 до 5000 cm^{-1} ($25-2 \mu\text{m}$). Положение полос поглощения определялось с точностью до 10 cm^{-1} .

Исследование элементного состава имплантированного слоя выполнено методом оже-электронной спектроскопии. Типичные используемые параметры эксперимента: бомбардирующее травление ионами аргона производилось при угле падения пучка 45° , угол падения пучка первичных электронов 45° , диаметр пучка $1 \mu\text{m}$, начальная энергия 10 keV, вакуум $1.33 \cdot 10^{-8}$ Pa.

Структура слоев контролировалась методом рентгеновской дифракции с использованием узкоколлимированного ($0.05 \times 1.5 \text{ mm}$) монохроматического ($\text{CuK}\alpha$) пучка рентгеновских лучей, направленного под углом 5° к поверхности образца. Средний размер кристаллитов в различных плоскостях определен по методу Джонса из полуширины рентгеновских линий с точностью $\pm 7\%$.

Микроструктура поверхности имплантированного слоя исследовалась на атомно-силовом микроскопе JSPM5200 Jeol Japan с использованием полуконтактного (AFM AC) метода. Сканирование поверхности проводилось на воздухе при комнатной температуре. Разрешение микроскопа по плоскости составляет 0.14 nm, вертикальное разрешение — 0.01 nm.

Результаты и их обсуждение

Для получения прямоугольного профиля распределения атомов углерода в кремнии было выбрано 5 значений энергии и соответствующих доз таким образом [9] (табл. 1), чтобы суммарное соотношение концентраций атомов углерода и кремния по глубине (до ~ 120 nm) равнялось значениям $N_C/N_{Si} = 1.0, 0.8, 0.5, 0.3, 0.1$ и 0.03 , где N_C/N_{Si} — отношение концентраций.

Приведенные для иллюстрации на рис. 1 расчетные кривые N_C [23] являются суммой распределений, построенных для выбранных значений энергий E и доз D ионов углерода с использованием значений среднего проективного пробега ионов $R_p(E)$, среднеквадратического отклонения $\Delta R_p(E)$ (табл. 1) и момента $S_k(E_0)$, согласно [23]. На этом же рисунке приведена расчетная кривая N_C [24], являющаяся суммой гауссовых распределений, построенных с использованием $R_p(E)$ и $\Delta R_p(E)$ по [24]:

$$N(x) = \frac{D}{\Delta R_p(2\pi)^{1/2}} \exp\left[-\frac{(x - R_p)^2}{2\Delta R_p^2}\right], \quad (1)$$

где x — расстояние от поверхности.

На рис. 1 также приведены экспериментальные кривые $N_C(20^\circ\text{C})$ и $N_O(20^\circ\text{C})$, полученные методом оже-электронной спектроскопии, показывающие соотношение концентраций атомов углерода и кислорода (N_C/N_{Si} и N_O/N_{Si}) по глубине образца после имплантации. Было обнаружено, что средние значения концентраций углерода и кислорода составили $N_C/N_{Si} = 1.4$ и $N_O/N_{Si} \approx 2.6$; $N_C/N_{Si} = 0.95$ и $N_O/N_{Si} \approx 2.33$; $N_C/N_{Si} = 0.7$ и $N_O/N_{Si} \approx 3.0$; $N_C/N_{Si} = 0.4$; $N_C/N_{Si} = 0.12$. Таким образом, средние значения концентрации углерода по глубине превысили соответствующие расчетные значения ($N_C/N_{Si} = 0.1, 0.3, 0.5, 0.8$ и 1.0) и привели к формированию слоев SiC_{0.12}, SiC_{0.4}, SiC_{0.7}, SiC_{0.95} и SiC_{1.4} (табл. 2). Далее при анализе структуры слоев будем иметь в виду их экспериментальные значения.

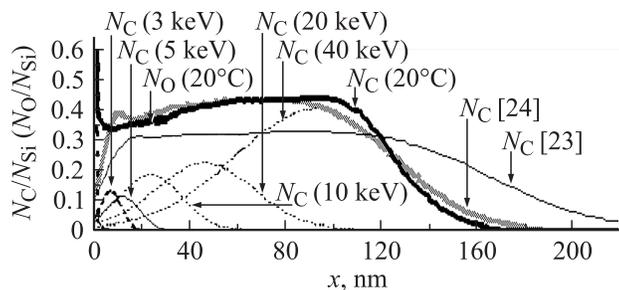


Рис. 1. Профили распределения ^{12}C в Si, полученные ионной имплантацией (табл. 2): N_C [23] и N_C [24] = $N_C(40\text{ keV}) + N_C(10\text{ keV}) + N_C(5\text{ keV}) + N_C(3\text{ keV})$ — расчетные профили, построенные в соответствии с [23] и [24]. $N_C(20^\circ\text{C})$ и $N_O(20^\circ\text{C})$ — экспериментально полученные оже-профили атомов углерода и кислорода соответственно в слое после имплантации.

Таблица 1. Величины E , D , $R_p(E)$ и $\Delta R_p(E)$ ионов $^{12}\text{C}^+$ в Si, использованные при конструировании прямоугольного профиля распределения

E , keV	40	20	10	5	3	
$D(\text{SiC}_{1.0}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	5.600	1.920	0.990	0.330	0.230	
$D(\text{SiC}_{0.8}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	4.480	1.540	0.792	0.264	0.184	
$D(\text{SiC}_{0.5}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	2.800	0.960	0.495	0.165	0.115	
$D(\text{SiC}_{0.3}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	1.680	0.576	0.297	0.099	0.069	
$D(\text{SiC}_{0.1}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	0.560	0.192	0.099	0.033	0.023	
$D(\text{SiC}_{0.03}), 10^{17}\text{ cm}^{-2}$	0.168	0.058	0.030	0.010	0.007	
N_C - профиль [23]	$R_p(E)$, nm	120.4	60.0	30.3	16.0	10.5
	$\Delta R_p(E)$, nm	46.0	28.3	16.9	10.2	7.2
N_C - профиль [24]	$R_p(E)$, nm	93.0	47.0	24.0	12.3	7.5
	$\Delta R_p(E)$, nm	34.0	21.0	13.0	7.0	4.3

Таблица 2. Средние значения концентрации углерода в слоях SiC_x — расчетные [23], [24] и экспериментальные (ОЭС) значения

Интервал глубины, nm	40–110	20–120	25–120	10–120	20–120
SiC _x [23]	SiC _{1.0}	SiC _{0.8}	SiC _{0.5}	SiC _{0.3}	SiC _{0.1}
SiC _x [24]	SiC _{1.38}	SiC _{1.06}	SiC _{0.67}	SiC _{0.40}	SiC _{0.13}
SiC _x (ОЭС)	SiC _{1.4}	SiC _{0.95}	SiC _{0.7}	SiC _{0.4}	SiC _{0.12}

Средние значения соотношения N_O/N_{Si} превысили стехиометрическое значение для SiO₂ ($N_O/N_{Si} = 2$), что свидетельствует о насыщенности поверхностного слоя кислородом. В процессе высокотемпературного отжига произошла десорбция атомов углерода со стороны поверхности и адсорбция атомов кислорода. Наличие четких границ раздела SiO_{3.0}:SiC_{0.7}, SiO_{2.33}:SiC_{0.95} и SiO_{2.6}:SiC_{1.4} позволяет предположить взаимосвязанность этих процессов. По-видимому, адсорбция атомов кислорода в имплантированный слой способствовала деформации атомов углерода. В работе [25] сообщается о 100%-ной конверсии SiC в SiO₂ в соответствии с выражением



При высокодозовой имплантации углерода (SiC_{0.4}, SiC_{0.7}, SiC_{0.95} и SiC_{1.4}) экспериментально полученные профили распределения атомов углерода оказались приблизительно прямоугольными и близкими по значению концентрации C к расчетному профилю [24]. Факторами, способствующими превышению концентрации углерода в поверхностном слое кремния над расчетными по Буренкову и др. [23], при высокодозовой имплантации ионов ^{12}C можно считать распыление поверхности в сочетании с уменьшением значений R_p ввиду наличия прочных кластеров углерода и кратных связей Si–C и C–C.

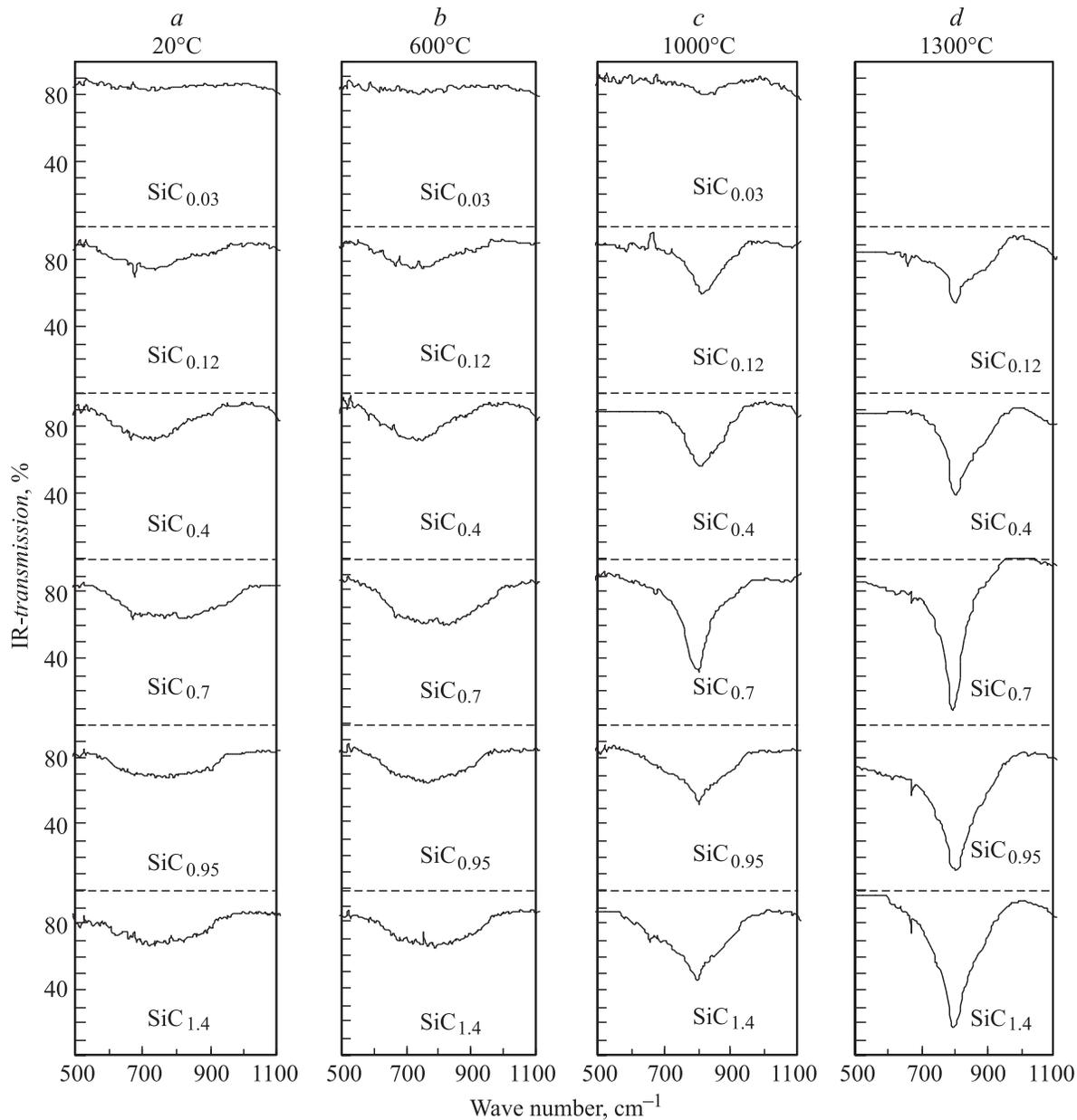


Рис. 2. Спектры ИК-пропускания слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$, сформированных многократной имплантацией ионов C^{12} ($E = 40, 20, 10, 5$ и 3 keV) в Si, после имплантации (a) и отжига при температуре 600 (b), 1000 (c), 1300°C (d).

Было изучено влияние концентрации углерода в слоях SiC_x и температуры отжига на параметры спектров инфракрасной спектроскопии. Для этого были измерены спектры ИК-пропускания от слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ до и после изохронного отжига в вакууме при температурах в интервале $200\text{--}1400^\circ\text{C}$.

На рис. 2 совместно приведена серия спектров для этих слоев до и после отжига при температуре 600 , 1000 и 1300°C . Максимальную амплитуду и минимальную ширину после отжига при 1300°C имеет SiC-пик ИК-пропускания для слоя $\text{SiC}_{0.7}$. Это указывает на высокую кристалличность слоя после отжига при этой температуре, хотя концентрация углерода в слое ниже стехиометрического состава SiC.

Как известно, в рассматриваемую область спектра от 1100 до 500 cm^{-1} попадают полосы поглощения, отвечающие валентным колебаниям (при которых изменяются преимущественно длины связей) групп Si–C, C–C, C–O, а также деформационным колебаниям (изменяются углы между связями). В результате сильного взаимодействия этих колебаний отнесение полос поглощения к отдельным связям в принципе невозможно. Если в идеальном случае допустить, что каждому виду связей Si–C соответствует поглощение на какой-либо частоте или в узком интервале частот, то из спектров на рис. 3 видно, что после имплантации углерода в кремний контур кривой ИК спектра охватывает большой диапазон частот (или волновых чисел), т.е. в ионно-

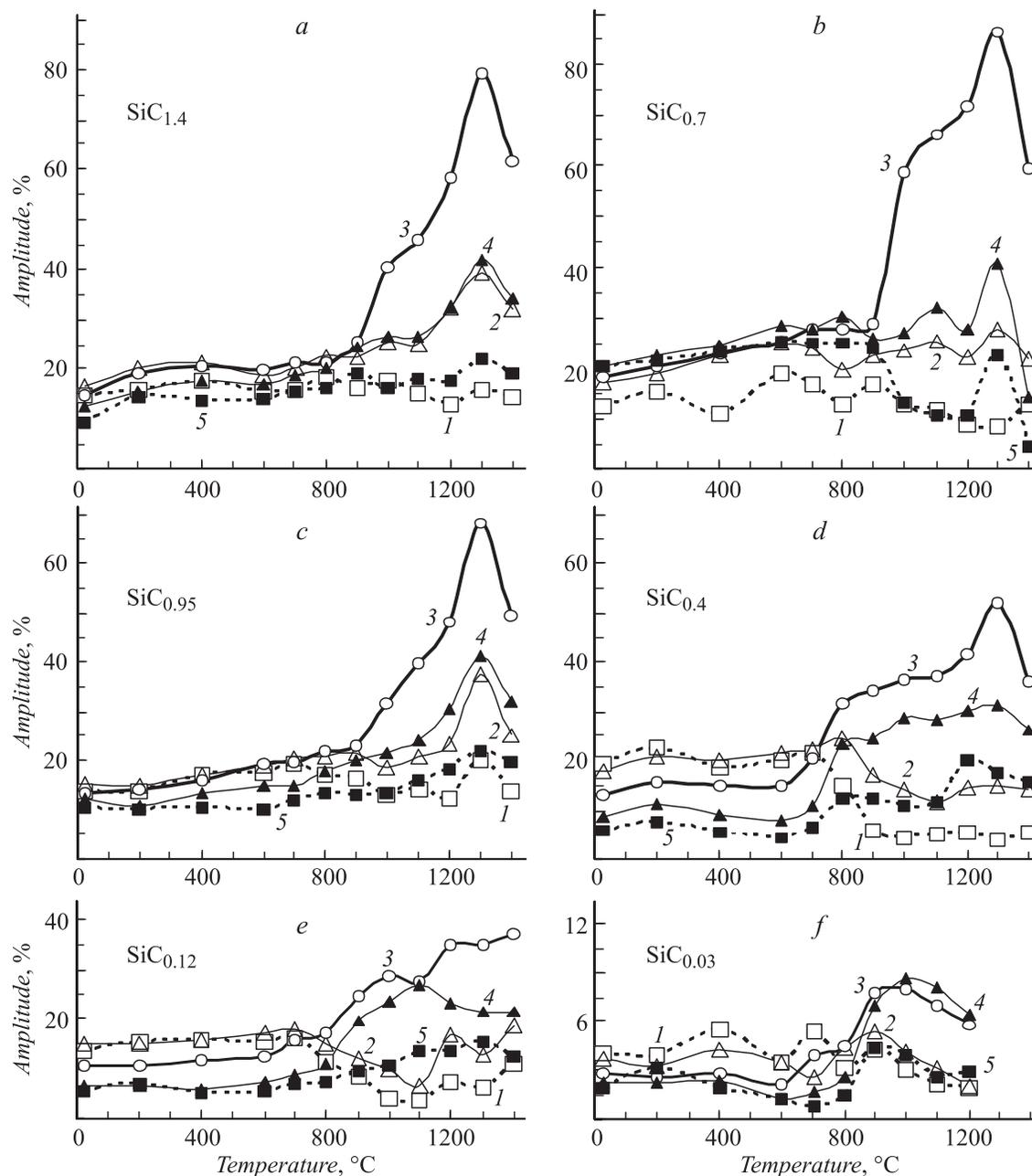


Рис. 3. Зависимость амплитуды ИК-пропускания от температуры отжига при волновых числах 700 см^{-1} (кривые 1), 750 (2), 800 (3), 850 (4) и 900 (5) для перпендикулярного падения ИК-лучей на образцы: *a* — $\text{SiC}_{1.4}$; *b* — $\text{SiC}_{0.7}$; *c* — $\text{SiC}_{0.95}$; *d* — $\text{SiC}_{0.4}$; *e* — $\text{SiC}_{0.12}$; *f* — $\text{SiC}_{0.03}$.

имплантированном слое имеется множество различных видов Si–C-связей, поглощающих на разных частотах. Если характерные для кристаллического карбида кремния тетраэдрически ориентированные связи Si–C с длиной 0.194 нм поглощают на частоте, соответствующей волновому числу 800 см^{-1} , то в аморфизированном имплантацией ионов углерода слое кремния имеются связи Si–C длиной больше и меньше указанной. Это может быть следствием того, что останавливающиеся частицы образуют новые связи Si–C, не являющиеся ковалентными вследствие изменений как в длинах связей, так и углов между ними.

Положение минимума пика ИК-пропускания определяет некий вид связей, на который приходится максимум поглощения при данной температуре [12,16,20]. Для всех рассматриваемых слоев после имплантации наблюдается пик пропускания с минимумом на частоте $720-750\text{ см}^{-1}$, обычно характерный для аморфного карбида кремния [3,4] (рис. 2). В процессе дальнейшего отжига пик смещается вправо до 800 см^{-1} , свидетельствуя о формировании тетраэдрических связей, характерных для SiC [3,4,20].

Хотя смещение минимума пика к 800 см^{-1} , указывающее на превалирование тетраэдрических связей Si–C,

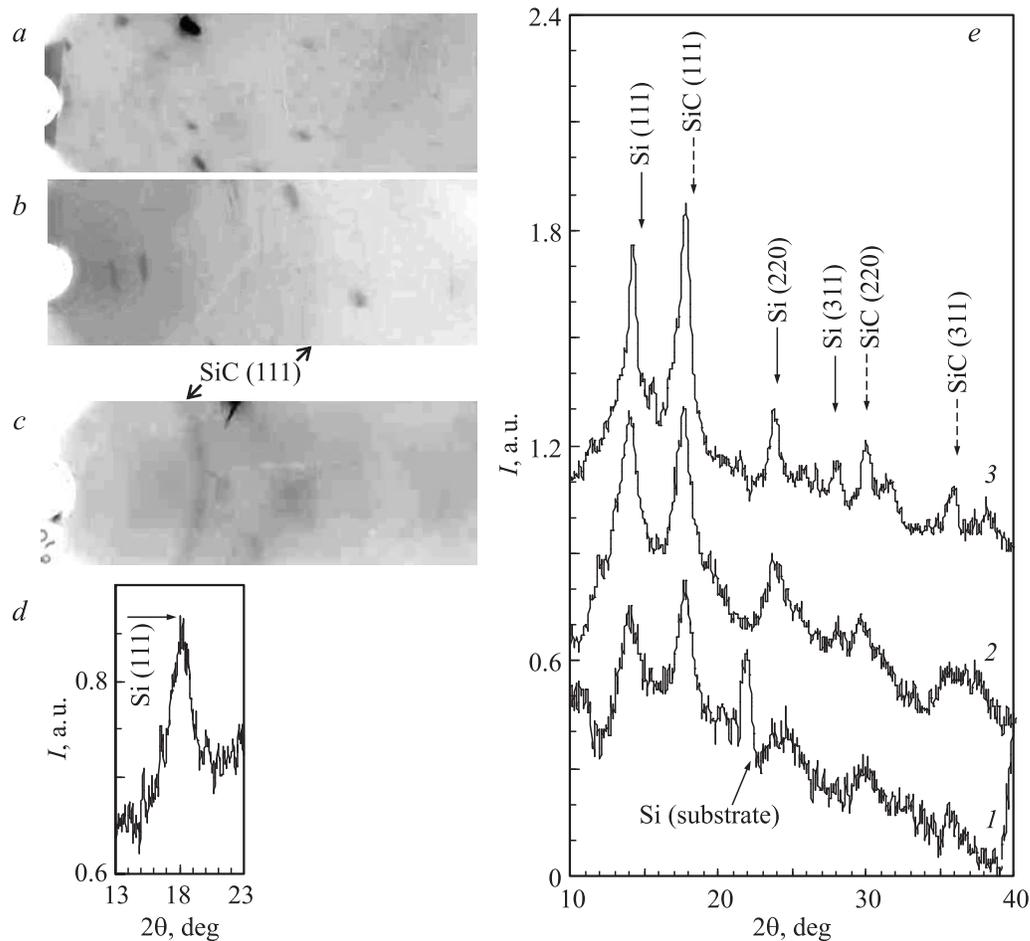


Рис. 4. Дебаеграммы слоев SiC_x ($a-c$) и кривые интенсивности (d, e) после отжига в течение 30 min: a — $\text{SiC}_{0.95}$, 1100°C ; b — $\text{SiC}_{0.95}$, 1150°C ; c — $\text{SiC}_{0.95}$, 1250°C ; d — $\text{SiC}_{0.4}$, 1000°C (кривая 1), 1100°C (2), 1250°C (3). Камеры РКД (a, c, d) и РКУ — 114M1 (b).

происходит при 1000°C , тем не менее, как следует из данных рентгеновской дифракции, формирование кристаллитов SiC начинает происходить при температуре 900°C — для $\text{SiC}_{0.4}$, 1000°C — для $\text{SiC}_{0.7}$, 1150°C — для $\text{SiC}_{0.95}$ (рис. 3, $a-c$) и 1200°C — для $\text{SiC}_{1.4}$, что указывает на трансформацию связей $\text{Si}-\text{C}$ в тетраэдрически ориентированные связи в объеме кристаллитов лишь при этих температурах.

Увеличение интенсивности и количества рентгеновских линий SiC (рис. 4, d) с повышением температуры отжига указывает на рост количества SiC за счет аморфной фазы и усовершенствование их структуры за счет отжига структурных дефектов соответственно. Фазовый состав слоя $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$ свидетельствует о преимущественном содержании после отжига поликристаллической фазы $\beta\text{-SiC}$ в сравнении с содержанием поликристаллической фазы Si , что вызвано высокой концентрацией углерода. При этом средний размер кристаллитов $\beta\text{-SiC}$ и Si в слое $\text{SiC}_{0.7}$ составил величину порядка $3-7\text{ nm}$: $\beta\text{-SiC}(111) \sim 3$, $\beta\text{-SiC}(220) \sim 6.5$, $\text{Si}(111) \sim 4.5\text{ nm}$.

Фазовый состав слоя $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ свидетельствует о преимущественном содержании после отжига поли-

кристаллической фазы Si . Высокая интенсивность пиков поликристаллического карбида кремния в слое $\text{SiC}_{0.4}$ после отжига при 1100°C (рис. 4, d) указывает на интенсивный процесс кристаллизации карбида кремния. После высокотемпературного отжига (1250°C) в слое $\text{SiC}_{0.4}$ (или Si_{10}C_4) в среднем из 10 атомов кремния 4 атома Si с четырьмя атомами C образуют SiC , а остальные 6 атомов Si — кристаллиты кремния: $\text{Si}_{10}\text{C}_4 = 4\text{SiC} + 6\text{Si}$. При этом 4SiC и 6Si — сравнимые по массе величины — также оказались сравнимы интенсивности рентгеновских линий $\text{SiC}(111)$ и $\text{Si}(111)$ на рис. 4, d .

Ввиду того что амплитуда ИК-пропускания при 800 cm^{-1} пропорциональна концентрации тетраэдрически ориентированных связей $\text{Si}-\text{C}$ и амплитуда пика на какой-либо частоте является пропорциональной поглощению связей $\text{Si}-\text{C}$ на этой частоте, были произведены измерения амплитуды ИК пропускания для поперечных оптических (ТО) фононов при волновых числах 700 , 750 , 800 , 850 и 900 cm^{-1} после имплантации и отжига при температуре $200-1400^\circ\text{C}$. Из рис. 3, $a-c$ видно, что в интервале температур $20-1300^\circ\text{C}$ амплитуда при 800 cm^{-1} увеличивается от 15 до 62% для слоя $\text{SiC}_{1.4}$, от 14 до 68% — для слоя $\text{SiC}_{0.95}$ и от 18

до 87% — для слоя SiC_{0.7}. При этом амплитуда слабо меняется в интервале 20–900°C. Максимальное количество тетраэдрических связей Si–C при температуре 1300°C характерно для слоя SiC_{0.7}.

Из рис. 3, *a–c* следует, что в случае слоев с высокой концентрацией углерода SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7} амплитуды почти всех частот (кроме 900 см⁻¹) возрастают при температуре 400°C, что может быть вызвано процессами упорядочения слоя и формированием оптически активных связей Si–C. Некоторый рост амплитуды при 800 см⁻¹ свидетельствует о формировании тетраэдрических связей Si–C при достаточно низких температурах (рис. 3, *a–c*). Амплитуды при 700 и 900 см⁻¹ во всем температурном диапазоне 20–1400°C изменяются незначительно. Значительно возрастают амплитуды при 800 см⁻¹ и близлежащих частотах 750 и 850 см⁻¹ после отжига при температуре в интервале 900–1300°C. Из этого следует, что в слоях с высокой концентрацией углерода SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7} интенсивное формирование тетраэдрических связей Si–C начинается в интервале 900–1000°C и продолжается до 1300°C. Это может быть вызвано распадом кластеров углерода и кремния (цепочки, плоские сетки) [12,16,20], а также одинарных связей Si–C в процессе отжига. Наиболее заметный распад длинных одинарных связей Si–C, поглощающих на частоте 700 см⁻¹ (рис. 3, *a–c*, кривая 1), происходит в процессе отжига при температуре 800–1200°C. Отжиг при 1400°C слоев SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7} привел к снижению амплитуд во всем интервале частот 700–900 см⁻¹, что, по-видимому, связано с распадом SiC в результате десорбции углерода из слоя.

Как видно из рис. 3, зависимость от температуры отжига амплитуд ИК-пропускания при различных волновых числах для слоев с высокой концентрацией углерода SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7} имеет почти аналогичный характер, но существенно отличается от зависимостей для слоев с низкой концентрацией углерода SiC_{0.4}, SiC_{0.12} и SiC_{0.03}. Это свидетельствует о единой природе углеродных и углеродно-кремниевых кластеров в слоях SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7}.

Для слоев с низкой концентрацией углерода SiC_{0.4}, SiC_{0.12} и SiC_{0.03} измерения амплитуды ИК-пропускания (рис. 3, *d, e*) показывают, что в интервале температур 20–1300°C амплитуда при 800 см⁻¹ увеличивается от 13 до 36% для слоя SiC_{0.4}, от 11 до 37% для слоя SiC_{0.12} и от 2.8 до 8% для слоя SiC_{0.03}. При температуре 20–600°C в слоях преобладают длинные слабые связи Si–C, поглощающие на частотах 700 и 750 см⁻¹ (рис. 3, *d, e*, кривые 1 и 2) и распадающиеся при пониженной температуре. Для частот 800 и 850 см⁻¹ наблюдается заметный рост амплитуд в интервале 700–1000°C, что говорит о росте количества тетраэдрических и близких к тетраэдрической укороченных связей Si–C. Являющийся отличительной чертой для слоев кремния с пониженной концентрацией углерода (SiC_{0.4}, SiC_{0.12} и SiC_{0.03}) интенсивный рост тетраэдрических связей при пониженной температуре

(700°C) обусловлен пониженной концентрацией прочных углеродных кластеров, распадающихся при высоких температурах, а также формированием кристаллитов кремния, сопровождающегося вытеснением углерода в межкристаллитное пространство, где затем формируются кристаллиты SiC.

Для слоев SiC_{0.4} и SiC_{0.12} в интервале температур 700–1100°C рост амплитуд для частот 800, 850 и 900 см⁻¹ сопровождается уменьшением амплитуд при 700 и 750 см⁻¹, что говорит о росте тетраэдрических и сильных укороченных связей Si–C за счет распада длинных слабых связей, которые превалировали после имплантации. Интенсивное формирование при 1200°C связей Si–C тетраэдрической ориентации, поглощающих на частоте 800 см⁻¹ (рис. 3, *d, e*, кривые 3) происходит за счет распада прочных оптически неактивных кластеров из атомов C и Si. Отличием слоя с более высокой концентрацией углерода SiC_{0.4} от слоя SiC_{0.12} является присутствие более прочных кластеров, распадающихся при температуре 1300°C, что проявилось в резком увеличении амплитуды при 1300°C. Как и в случае слоев с высокой концентрацией углерода (SiC_{1.4}, SiC_{0.95} и SiC_{0.7}) уменьшение амплитуд при температуре 1400°C в случае SiC_{0.4} вызвано распадом кристаллитов SiC и десорбцией углерода из слоя (рис. 3, *d*, кривые 2–5).

Рост количества тетраэдрических связей в слое SiC_{0.03}, в котором трудно предполагать присутствие заметного количества прочных углеродных и углеродно-кремниевых кластеров, в интервале температур 800–900°C происходит на фоне некоторого роста амплитуд для всех частот, т. е. не за счет распада оптически активных связей. Можно предположить, что существенный рост тетраэдрических связей может происходить за счет уменьшения количества оборванных связей атомов углерода.

Исследования методом атомно-силовой микроскопии показали, что после имплантации поверхность слоев SiC_{1.4}, SiC_{0.95}, SiC_{0.7}, SiC_{0.4} и SiC_{0.12} выглядит ровной с колебаниями высоты в среднем 2–6 nm. После отжига при температуре 800–1200°C происходит деформация поверхности и при значительных отклонениях от стехиометрии в слоях SiC_{0.12}, SiC_{0.4} и SiC_{1.4} формируются протяженные агломераты размером до 50–500 nm, состоящие, согласно данным рентгеновской дифракции (рис. 4), из сросшихся нанокристаллов кремния и карбида кремния, тогда как в слоях SiC_{0.95} с близким к стехиометрическому составом атомов Si и C формируются нанозерна и нанокристаллы β -SiC размером менее 80 nm (рис. 5).

При температуре 1400°C происходят распад кластеров и дефектных кристаллитов, объединение их атомов с формированием выступов и углублений с разностью высот в пределах 115 nm [20] и формированием протяженных зерен размером ~ 30–100 nm, состоящих из хаотически ориентированных кристаллитов размером 4–7 nm. Малые размеры зерен (~ 30 nm) в слоях SiC_{0.95}

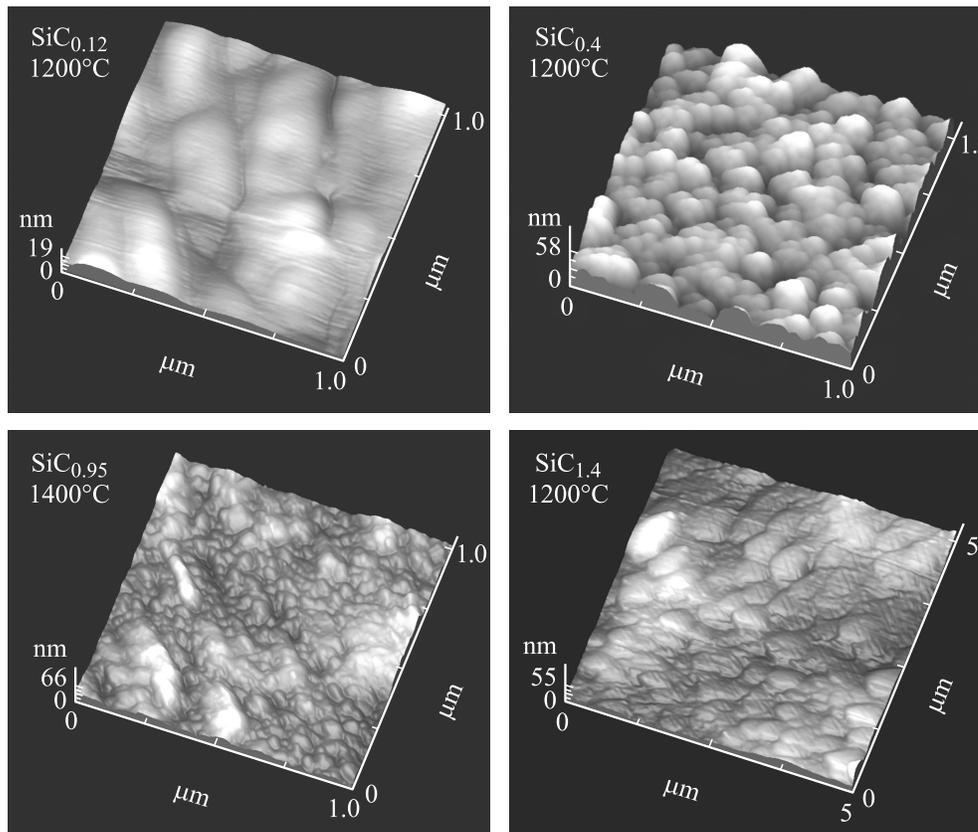


Рис. 5. Типография поверхности слоев с различной концентрацией углерода ($\text{SiC}_{0.12}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{1.4}$), полученных многократной имплантацией в кремний ионов углерода с энергией 40, 20, 15, 10, 5 и 3 keV.

объясняются интенсивным процессом зародышеобразования в слоях с концентрацией атомов Si и C, близкой к стехиометрическому составу SiC. Поверхность рекристаллизованных при температуре 1250°C слоев $\text{SiC}_{0.03}$ покрыта точечными выступами диаметром около 20 nm и высотой в несколько нанометров и не имеет гранулярной структуры.

Заключение

1. После многократной высокодозовой имплантации ионов углерода с энергией 40, 20, 10, 5 и 3 keV в кремний профили распределения атомов углерода ($\text{SiC}_{0.12}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{1.4}$) оказались приблизительно прямоугольными и близкими по значению концентрации к расчетному профилю по Gibbons и др. [24]. Превышение концентрации углерода над расчетными значениями по Буренкову и др. обусловлено распылением поверхности в сочетании с уменьшением пробега ионов R_p ввиду наличия прочных кластеров из атомов углерода и кремния в слоях SiC_x .

2. При температуре выше 1200°C появление молекул кислорода у поверхности пленки SiC приводит к распаду карбида кремния и прочных углеродно-кремниевых кластеров, десорбции углерода в виде молекул CO и CO_2 и

формированию слоя SiO_2 с формированием четких границ раздела $\text{SiO}_{2.6}:\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiO}_{2.33}:\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiO}_{3.0}:\text{SiC}_{0.7}$.

3. Температурные зависимости параметров SiC-пика спектров ИК-пропускания слоев с высокой концентрацией углерода $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$ и низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0.03}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.4}$ свидетельствуют о различной природе углеродно-кремниевых кластеров в слоях с высокой и низкой концентрацией углерода. Показано низкотемпературное формирование оптически активных связей Si–C, включая тетраэдрические, при температуре 400°C в слоях $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$. Интенсивное формирование связей, близких к тетраэдрической ориентации при температуре $900\text{--}1300^\circ\text{C}$ происходит за счет распада оптически неактивных кластеров Si–C и оптически активных длинных одинарных связей Si–C, поглощающих на частоте 700 cm^{-1} .

4. Установлено, что интенсивный рост количества тетраэдрических связей Si–C при пониженной температуре 700°C в слоях с низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ обусловлен низкой концентрацией оптически неактивных кластеров Si–C, а также формированием кристаллитов кремния, вызывающим вытеснение углерода в межкристаллитное пространство, где формируются кристаллиты SiC.

5. Показано, что после имплантации поверхность слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$ и $\text{SiC}_{0.12}$ выглядит ровной,

с колебаниями высоты в среднем 2–6 nm. При температуре 800–1200°C происходит деформация поверхности и при значительных отклонениях от стехиометрии в слоях SiC_{0.12}, SiC_{0.4} и SiC_{1.4} формируются протяженные агломераты размером 50–500 nm, состоящие из сросшихся нанокристаллов кремния и карбида кремния. В слоях SiC_{0.95} формируются зерна и нанокристаллы β -SiC размером менее 80 nm, что объясняется интенсивным процессом зародышеобразования. При температуре 1400°C происходит распад кластеров и дефектных кристаллитов, объединение их атомов в зерна размером 30–100 nm, состоящие из кристаллитов размером 4–7 nm, с формированием выступов и углублений в пределах 15 nm.

6. Анализ температурной зависимости количества связей Si–C в слое SiC_{0.03} показывает, что рост количества тетраэдрических связей при температуре 800–900°C происходит за счет уменьшения количества оборванных связей атомов углерода, а не за счет распада оптически активных связей или оптически неактивных кластеров.

Автор выражает глубокую благодарность д.ф.-м.н. К.Х. Нусупову, к.ф.-м.н. И.В. Валитовой, к.ф.-м.н. К.А. Мить за содействие в проведении эксперимента, а также Комитету науки Министерства образования и науки Республики Казахстан за финансирование исследований по теме „Исследование физических процессов формирования нанообъектов и наноструктур на поверхности и границах раздела различных материалов для создания приборных структур широкого диапазона применений“ (ГР 0109РК00887, шифр Ф0500, 2009–2011 гг.).

Список литературы

- [1] Theodossiu E., Baumann H., Polychroniadis E.K., Bethge K. // Nucl. Instrum. and Meth. B. 2000. Vol. 161. P. 941–945.
- [2] Chen D., Wong S.P., Yang S., Mo D. // Thin Solid Films. 2003. Vol. 426. P. 1–7.
- [3] Borders J.A., Picraux S.T., Beezhold W. // Appl. Phys. Lett. 1971. Vol. 18 (11). P. 509–511.
- [4] Баранова Е.К., Демаков К.Д., Старинин К.В., Стрельцов Л.Н., Хайбуллин И.Б. // Докл. АН СССР. 1971. Т. 200. С. 869–870.
- [5] Герасименко Н.Н., Кузнецов О.Н., Лежейко Л.В., Любыхтова Е.В., Смирнов Л.С., Эдельман Ф.Л. // Микроэлектроника. 1974. Т. 3. Вып. 5. С. 467–468.
- [6] Akimchenko I.P., Kisseleva K.V., Krasnopevtsev V.V., Milyutin Yu.V., Touryansky A.G., Vavilov V.S. // Radiation Effects. 1977. Vol. 33. P. 75–80.
- [7] Kimura T., Kagiya Sh., Yugo Sh. // Thin Solid Films. 1984. Vol. 122. P. 165–172.
- [8] Хохлов А.Ф., Павлов Д.А., Машин А.И., Мордвинова Ю.А. // ФТП. 1987. Т. 21. Вып. 3. С. 531–535.
- [9] Nussupov K.Kh., Sigle V.O., Beisenkhanov N.B. // Nucl. Instrum. and Meth. B. 1993. Vol. 82. P. 69–79.
- [10] Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Tokbakov J. // Nucl. Instrum. and Meth. B. 1995. Vol. 103. P. 161–174.

- [11] Calcagno L., Compagnini G., Foti G., Grimaldi M.G., Musumeci P. // Nucl. Instrum. and Meth. B. 1996. Vol. 120. P. 121–124.
- [12] Нусупов К.Х. Имплантация кремния высокими дозами углерода: структурные особенности и фазовые превращения. Автореферат дис. д-ра физ.-мат. наук. М.: ФИАН им. П.Н. Лебедева, 1996. 43 с.
- [13] Zaytouni M., Riviere J.P., Denanot M.F., Allain J. // Thin Solid Films. 1996. Vol. 287. Iss. 1–2. P. 1–7.
- [14] Wong S.P., Chen Dihu, Ho L.C., Yan H., Kwok R.W.M. // Nucl. Instrum. and Meth. B. 1998. Vol. 140. P. 70–74.
- [15] Brink D.J., Camassel J., Malherbe J.B. // Thin Solid Films. 2004. Vol. 449 (1–2). P. 73–79.
- [16] Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Dmitrieva E.A., Zhmagaliuly D., Shilenko E.A. // Phys. Solid State. 2006. Vol. 48 (7). P. 1255–1267.
- [17] Wan Y.Z., Xiong G.Y., Song F., Luo H.L., Huang Y., He F., Guo L.B., Wang Y.L. // Surface Rev. and Lett. 2007. Vol. 14 (06). P. 1103–1106.
- [18] Guo L.B., Wang Y.L., Song F., He F., Huang Y., Yan L.H., Wan Y.Z. // Materials Lett. 2007. Vol. 61 (19–20). P. 4083–4085.
- [19] Sari A.H., Ghorbani S., Dorrani D., Azadfar P., Hobar A.R., Ghoranneviss M. // Appl. Surface Sci. 2008. Vol. 255 (5). Pt 1. P. 2180–2184.
- [20] Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Dmitrieva E.A. // J. Materials Sci.: Materials in Electronics. 2008. Vol. 19. P. 254–262.
- [21] Акимченко И.П., Каздаев Х.Р., Каменских И.А., Краснопецев В.В. // ФТП. 1979. Т. 13. Вып. 2. С. 375–378.
- [22] Srikanth K., Chu M., Ashok S., Nguyen N., Vedam K. // Thin Solid Films. 1988. Vol. 163. P. 323–329.
- [23] Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф., Кумахов М.А., Темкин М.М. Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. М.: Энергоиздат, 1985. 245 с.
- [24] Gibbons J.F., Johnson W.S., Hyloic S.W. // Projected Range Statistics. Dowden, Stroudsburg, PA, 1975. Pt 1. P. 93.
- [25] Mandal S., Seal A., Dalui S.K., Dey A.K., Ghatak S., Mukhopadhyay A.K. // Bull. Mater. Sci. 2001. Vol. 24. N 2. P. 121–124.